

УДК 621.793.6:621.785.5

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ЧУГУННОЙ СТРУЖКИ ПРИ ДИФфуЗИОННОМ ЛЕГИРОВАНИИ

*канд. техн. наук О.П. ШТЕМПЕЛЬ, канд. техн. наук В.А. ФРУЦКИЙ
(Полоцкий государственный университет)*

Описаны особенности структурообразования композиционного материала на основе чугунной стружки для подшипников скольжения при диффузионном легировании медью и бором. Выявлены закономерности диффузионного легирования микрообъектов в подвижных порошковых смесях. Установлена лимитирующая стадия протекания деформационно-рекристаллизационных процессов. Выдвинута гипотеза о возникновении интенсификации диффузионных процессов под воздействием циклических нагрузок. Приведен расчет и обоснование интенсивного протекания деформационно-рекристаллизационных процессов при обработке микрообъектов. Доказана возможность пластического деформирования частиц при диффузионной обработке в подвижных смесях. Выдвинуто предположение о механизме легирования частицами, не растворимыми в основе. Выявлена зависимость между величиной обрабатываемых микрообъектов и значениями контактных давлений. Показаны причина получения адгезионно-когезионных связей между объектами обработки в подвижных смесях, результаты получения структуры материала при различных размерах частиц порошковых смесей.

Введение. В настоящее время актуальным является вопрос создания гетерогенных материалов с различными эксплуатационными свойствами. С точки зрения снижения стоимости материала, и принимая во внимание отсутствие собственных ресурсных баз на территории Беларуси, наиболее перспективно применение стружечных отходов. Для придания необходимых эксплуатационных свойств целесообразно применение диффузионного экономного легирования различными элементами. С одной стороны, это позволяет придать материалу основы недостающие эксплуатационные и технологические характеристики, с другой – позволяет экономно расходовать дорогостоящие, дефицитные легирующие элементы.

Представляется перспективным создание материала, способного работать при различном характере приложенных нагрузок. За основу в данном случае можно принять чугунную стружку. Для придания повышенной стойкости необходимо ввести в состав материала элемент, повышающий твердость. Для возможности применения в подшипниках в условиях трения скольжения материал должен содержать элементы, повышающие антифрикционность. По нашему мнению, возможное решение этой проблемы – создание композиционных материалов с основой из чугунной стружки и с диффузионным введением элементов меди и бора. Анализ исследований в этой области выявили перспективность данного направления [1].

Методика исследований. Диффузионное легирование (ДЛ) металлических порошков и образцов проводили в лабораторных условиях в термической электропечи СНОЛ 1,6,2,5.1/11-И2 и разработанной полупромышленной установке для ДЛ металлических порошков в подвижных порошковых смесях [2].

Особенности диффузионного легирования микрообъектов изучались по известным методикам [3, 4]. Из обработанных образцов изготавливали шлифы, затем проводили металлографические исследования на установке «Неофот 21» и микродюрометрический анализ на установке ПМТ-3 по стандартным методикам.

Результаты исследований и их обсуждение. При ДЛ металлических порошков в подвижных смесях, при общем увеличении количества диффузионно введенного легирующего элемента происходит преимущественное образование фаз с низким его содержанием, при этом диффузия атомов легирующего элемента происходит на большую глубину при более низких значениях градиента концентраций. Предположение о существенном влиянии микродеформационных процессов поверхностных слоев частиц при ДЛ в подвижных порошковых смесях стало причиной проведения ряда дополнительных исследований [5], в ходе которых были выявлены следующие особенности стадий процесса ДЛ чугунной стружки бором:

- вследствие циклического характера протекания деформационно-рекристаллизационных процессов на поверхности частиц чугунной стружки идет интенсификация всех диффузионных процессов, в том числе и диффузии адсорбированных атомов бора в поверхностных слоях частиц обрабатываемого порошка;
- движение частиц в процессе обработки способствуют интенсификации сорбционных процессов на поверхности чугунных частиц;
- значительная интенсификация диффузионных процессов приводит к смене лимитирующей стадии процесса диффузионного легирования [5 – 7];
- лимитирующей стадией процесса диффузионного легирования становятся сорбционные процессы на поверхности чугунных частиц.

Интенсификация диффузионных процессов при обработке деталей в подвижных насыщающих смесях, таких как псевдооживленный слой или вращающиеся печи, была объяснена ранее [7 – 9]. Однако данная точка зрения справедлива для диффузионной обработки деталей, являющихся макрообъектами в сравнении с частицами насыщающей смеси. При обработке микрообъектов, размеры которых сопоставимы с частицами насыщающей смеси, следует больше внимания уделять явлениям деформационно-рекристаллизационного характера в ускорении процессов диффузии, что может привести к общей интенсификации массопереноса. Для выяснения данного вопроса изначально необходимо выяснить, происходит ли существенная деформация частиц обрабатываемого порошка при их взаимодействии в подвижной смеси. Такие явления происходят при диффузионном легировании металлических порошков в подвижных насыщающих смесях. Для проведения дальнейших исследований были приняты некоторые допущения (рис. 1):

- все частицы в смеси представляем в виде гладких шаров правильной сферической формы радиуса R ;
- массу частиц, помещенных в контейнер, рассматриваем как квазижидкость, в которой давление распределяется как и в жидкости;
- трением между частицами пренебрегаем.

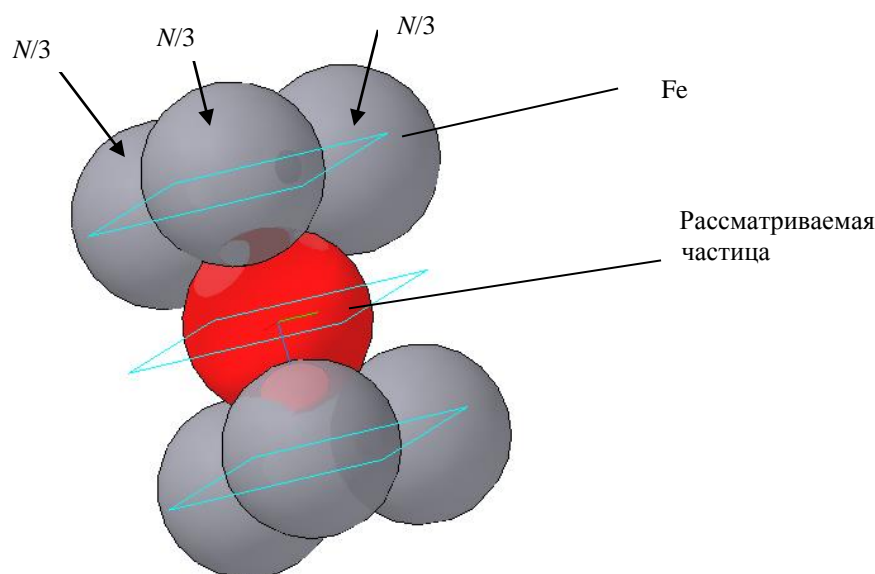


Рис. 1. Структурная схема расположения частиц в контейнере

Для начала рассмотрим единичный контакт между двумя упругими телами. Из литературы известно, что расстояние между точками поверхности тел в окрестностях контакта при разложении в ряд Тейлора имеет вид [10]:

$$Z_1 + Z_2 = Bx^2 + Cy^2, \quad (1)$$

где координаты точек в окрестностях контакта $Z_1 = f_1(x, y)$; $Z_2 = f_2(x, y)$; константы B и C определяются геометрией соприкасающихся тел.

При учете собственного веса тел все точки, находящиеся на этом расстоянии, приходят в соприкосновение, образуя таким образом поверхность давления. Согласно теории Герца, контур давления является эллипсом, полуоси которого совпадают с полуосями эллипса, описанного выражением (1). Таким образом, контурное давление распределяется в пределах поверхности соприкосновения по полуэллипсоиду, причем на границе поверхности касания давление равно нулю, а в центре оно принимает наибольшее значение:

$$P = P_{\max}(1 - ((0,909(\theta_{\Sigma}xyN)^{1/3})/\rho)^2)^{1/2}, \quad (2)$$

где θ_{Σ} – суммарная упругая постоянная среды:

$$\theta_{\Sigma} = \theta_1 + \theta_2 = 2\theta_1 = 2\left(\frac{1-\mu}{E}\right). \quad (3)$$

Здесь μ – коэффициент Пуассона; E – модуль упругости при температуре 20 °С.

Радиус ρ кривой площадки давления определим из формулы:

$$\rho = 0,909\sqrt[3]{\theta_{\Sigma} r N}, \quad (4)$$

$$P_{\max} = 3/2N/\pi ab. \quad (5)$$

Здесь N – сила, с которой тела давят друг на друга (см. рис. 1):

$$N = G_{cm} = m_{cm} \cdot g = V_{cm} \cdot C_n \cdot g, \quad (6)$$

где C_n – пикнометрическая плотность, г/см³; a, b – длины полуосей контура давления:

$$a = m\kappa; b = n\kappa. \quad (7)$$

Величину κ определим из формулы:

$$\kappa = \sqrt[3]{\frac{3F}{4(B+C)}} \cdot \sqrt[3]{\left(\frac{1-\mu_1^2}{E_1} + \frac{1-\mu_2^2}{E_2}\right)}. \quad (8)$$

Значения коэффициентов m, n зависят от угла между главными плоскостями соприкасающихся тел [10]. Подставляя значения в формулу (2), получим:

$$P_{\max} = 0,388\sqrt[3]{F \cdot E^2 \left(\frac{R_1 + R_2}{R_1 \cdot R_2}\right)^2}, \quad (9)$$

где, учитывая распределение частиц в реакторном объеме, F определим как

$$F = 1/3N \cdot \cos 60^\circ. \quad (10)$$

При температуре 20 °С максимальное давление с учетом равенства радиусов составит

$$P_{\max} = 0,388\sqrt[3]{0,6985 \cdot 2,1^2 \cdot 10^5 \cdot \left(\frac{0,2}{0,01}\right)^2} = 138,6 \text{ МПа}. \quad (11)$$

При возрастании температуры до температур проведения реакции модуль упругости $E = 0,05 \cdot 10^5$ МПа, тогда максимальное давление

$$P_{\max} = 0,388\sqrt[3]{0,6985 \cdot 0,5^2 \cdot 10^5 \cdot \left(\frac{0,2}{0,01}\right)^2} = 58 \text{ МПа}, \quad (12)$$

в то время как предел текучести сталей при температурах диффузионного легирования 800...900 °С не превышает 40 МПа [11].

Следовательно, имеют место локальные фрагменты пластического деформирования, которые, однако, не влияют в значительной степени на геометрическую форму частиц, поскольку площади поверхностей соприкосновения малы. Тогда согласно формуле (4)

$$\rho = 3,01 \cdot 10^{-4} \text{ мм}.$$

Локальную пластическую деформацию подтверждают металлографические исследования диффузионно-легированных порошков (рис. 2).

При температурах диффузионного легирования протекают процессы рекристаллизации пластически деформированных объемов частицы. Совокупность процессов в свою очередь приводит к интенсификации диффузионного легирования.

В случае присутствия частиц меньшего размера (в 5...9 раз) и более пластичных, например медных, в процессе ДЛ происходят качественные перемены (рис. 3).

Модуль упругости меди E при 20 °С равен $1,2 \cdot 10^5$ МПа.

Согласно [11] модуль упругости меди E при 800 °С равен $0,15 \cdot 10^5$ МПа, тогда $C_n = 2,74$ – насыпная плотность, г/см³.

$$N = 1,2566 \cdot 2,74 \cdot 10^{-3} \cdot 9,81 = 4,191 \cdot 10^{-4} \text{ Н}, \quad (13)$$

а максимальное давление

$$P_{\max} = \sqrt[3]{0,5222 \cdot 0,15^2 \cdot 10^6 \cdot \left(\frac{0,1+0,01}{0,001}\right)^2} = 135 \text{ МПа}. \quad (14)$$

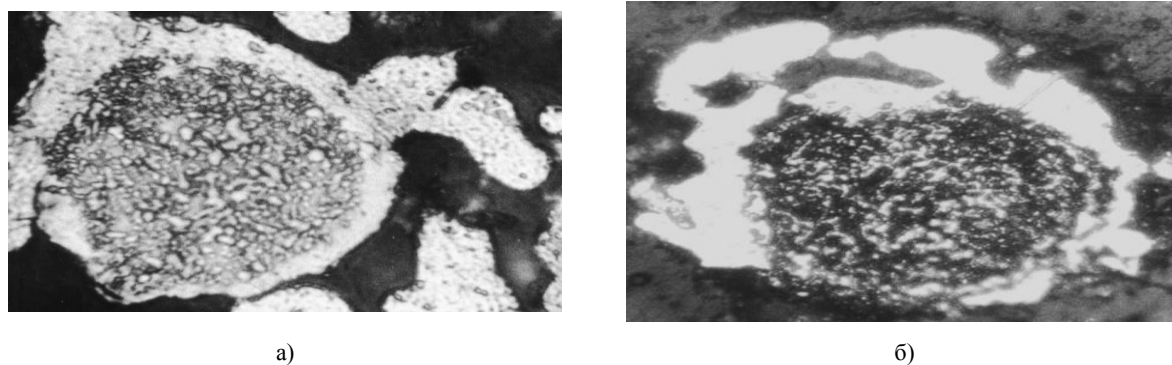


Рис. 2. Изменение линейных параметров стружки чугуна СЧ 20 в ходе ДЛ:
а – исходная частица ($\times 1000$); б – частица после ДЛ ($\times 500$)

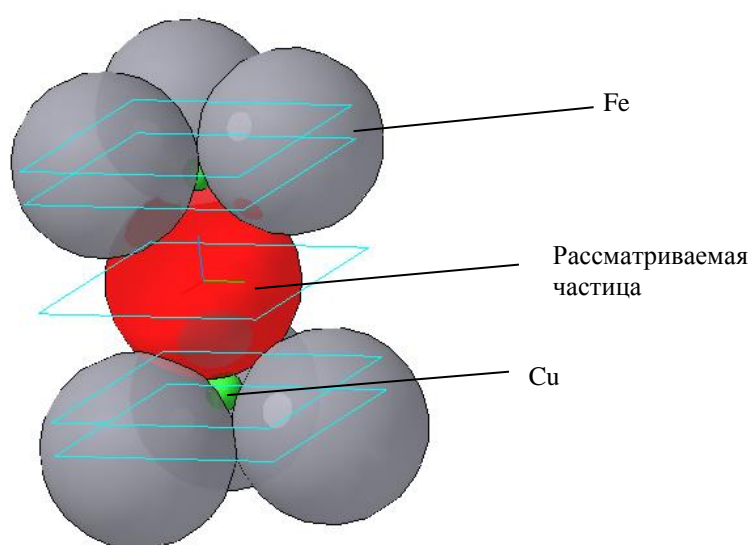


Рис. 3. Структурная схема расположения частиц в контейнере при присутствии меди

По данным [11] предел текучести меди при температурах диффузионного легирования 800...900 °C не превышает 5 МПа.

Результаты этого расчета для различного диаметра частиц (рис. 4) выявили зависимость контактных давлений от размеров обрабатываемых микрообъектов. Это свидетельствует о реальной возможности пластического деформирования нижних частиц при температурах ДЛ. Очевидно, что чем меньше радиус частиц порошка, тем большую степень пластической деформации они будут испытывать. Однако в данном случае площади поверхностей соприкосновения исходя из формулы (4) равны

$$\rho = 1,12 \cdot 10^{-4} \text{ мм},$$

и при учете превышения предела текучести более чем в 85 раз возможны значительные деформации частицы, а учитывая высокую пластичность материала, и полное изменение геометрии частицы. Что было доказано в ходе экспериментов.

В ряде случаев образуются структуры с медными участками в боридном слое (рис. 5). При этом линейные размеры частиц меди уменьшились с 50 мкм до насыщения до 12...35 мкм после насыщения.

Для рассматриваемого процесса можно выделить следующие особенности:

- температура процесса близка к температуре плавления меди, вследствие этого повышается ее пластичность (значение предела текучести меди близко к нулю);
- при наличии деформационных процессов частицы меди стремятся закрепиться на поверхности частиц чугуна и «намазаться» на нее (рис. 6).

Однако «активного» схватывания между частицами чугуна и меди не происходит, наблюдаются единичные случаи. Это объясняется, вероятно, наличием барьерных оксидных пленок на поверхностях

частиц смеси. Без восстановительной среды в реакционном объеме удаления оксидных пленок «царапанием» частиц в процессе обработки в подвижной смеси не происходит. При наличии в реакционном объеме бора было установлено, что присутствие атомарного бора ведет к предотвращению окисления частиц меди и чугуна по поверхности, а также к восстановлению уже имеющихся оксидных пленок. Это в свою очередь ведет к образованию поверхностей, близких по своим свойствам к ювенильным. Боридный же слой, образующийся на чугунной частице, повышает твердость поверхности при температурах обработки. Эти факторы способствуют тому, что при перемешивании частиц подвижной смеси и возникновении локальных деформаций частиц чугуна медные частицы закрепляются на неровностях поверхностей чугунных частиц. В ходе экспериментов было отмечено, что припекание (схватывание) медных частиц к чугунным происходило только при наличии бора в насыщающей смеси. Это связано с тем, что медь слабо (до 0,1 % массы [12]) растворяется в железе. Таким образом, формируется композиционная частица, имеющая боридную оболочку с припеченными к ней частицами меди. При наличии температур, близких к температурам плавления меди, процесс протекает весьма интенсивно. Лимитирующей стадией в данном случае, очевидно, также являются сорбционные процессы на поверхности обрабатываемых частиц.

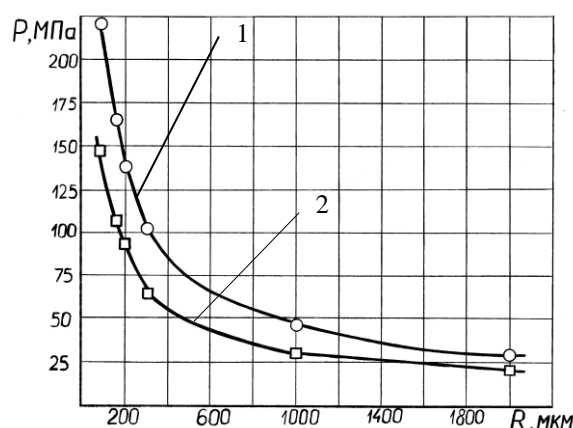


Рис. 4. Распределение контактных давлений между частицами подвижной насыщающей смеси в зависимости от размера частиц:

1 — максимальные давления; 2 — средние давления

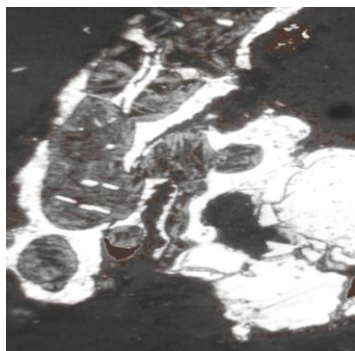


Рис. 5. Микроструктура чугунной частицы с медными участками в боридном слое ($\times 500$)

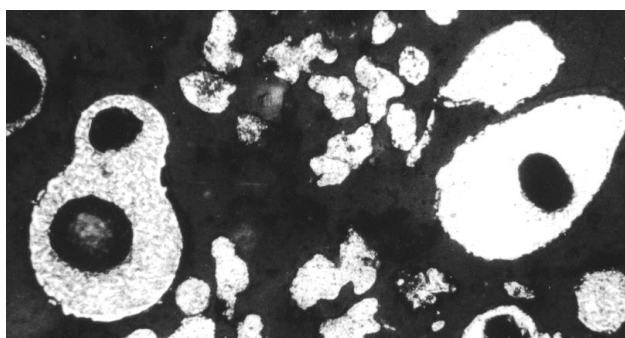


Рис. 6. Микроструктура диффузионно-легированной стружки серого чугуна СЧ-20, прикрепление медной частицы ($\times 250$)

Очевидно, что рассматривать известные и экспериментально полученные данные целесообразно с учетом, во-первых, основных элементарных стадий процесса диффузионного легирования [6], а во-вторых, с учетом особенностей металлических порошков как объектов диффузионного легирования.

Металлическим порошкам как объектам диффузионного легирования характерны следующие отличительные свойства [3, 6]:

- размеры обрабатываемых частиц сопоставимы с толщиной получаемых диффузионных слоев;
- удельная площадь поверхности у порошковых материалов на несколько порядков выше, чем у компактных материалов;
- порошковый материал представляет собой дисперсную систему, в которой свойства отдельных частиц в той или иной степени определяют специфические свойства порошкового материала в целом.

Значительное снижение степени влияния количества диффузионно введенного легирующего элемента (ЛЭ) на насыпную плотность и текучесть ДЛ порошка также свидетельствует о локальном характере пластической деформации поверхностных слоев материала частиц порошка. При увеличении количества диффузионно введенного ЛЭ происходит изменение геометрических параметров поверхностного слоя частиц ДЛ порошка, и как следствие, изменение его насыпной плотности и текучести. Пластическая деформация поверхностных слоев материала частиц обрабатываемого порошка в процессе его обработки в подвижной смеси сглаживает неровности на поверхности частиц обрабатываемого порошка, что приводит к нечувствительности геометрических параметров поверхностного слоя частиц ДЛ порошка, к увеличению количества диффузионно введенного ЛЭ.

Использование диффузионо-легированных бором и медью порошковых материалов с композиционным строением частиц позволяет формировать покрытия с широким спектром технологических свойств. Таким образом, можно заранее прогнозировать технологические свойства создаваемого материала для возможности его применения при различных нагрузках и скоростях скольжения. При экономном легировании частица приобретает строение, наследуемое от исходного композиционного материала. В этом случае структуру исходного материала можно проектировать с учетом условий работы сопряжения и акцентировать внимание на тех свойствах, которые необходимы данной трибопаре [1, 13, 14].

Выводы

Циклическое нагружение с возникающими максимальными напряжениями выше предела текучести при отжиге и приводит к ускорению диффузии атомов ЛЭ как в деформируемом металле, так и в окружающей среде. Интенсификация диффузионных процессов происходит в результате пластического деформирования материала с последующей рекристаллизацией. В случае наличия частиц меньшего диаметра и большей пластичности возможно полное изменение геометрии пластичной частицы вплоть до полного ее перераспределения по поверхности менее пластичной частицы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Фруцкий, В.А. Антифрикционный материал из легированной бором и медью чугуновой стружки для подшипников скольжения: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.02.01 / В.А. Фруцкий. – Новополоцк: ПГУ, 2003. – 23 с.
2. Способ нанесения диффузионных покрытий на металлические порошки, преимущественно для наплавки: пат. Респ. Беларусь, МКИ B22 F1/100, 9/16 / Ф.И. Пантелеенко, В.М. Константинов, О.П. Штемпель; заявитель Полоц. гос. ун-т. – № 3207; заявл. 11.03.1997; опубл. 30.12.1999 // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. – 1999. – № 4. – С. 101.
3. Штемпель, О.П. Интенсификация диффузионного легирования металлических порошков для защитных покрытий в подвижных порошковых смесях: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.02.01 / О.П. Штемпель. – Новополоцк: ПГУ, 2003. – 23 с.
4. Пантелеенко, Ф.И. Особенности диффузионных процессов при борировании стальных порошков / Ф.И. Пантелеенко, В.М. Константинов // Изв. Акад. наук Беларуси. Сер. физ.-техн. наук. – 1997. – № 1. – С. 8 – 11.
5. Грузин, П.Л. О влиянии специфики диффузионных процессов на диффузионное насыщение поликристаллических материалов / П.Л. Грузин, С.В. Земский // Защитные покрытия на металлах. – 1971. – Вып. 5. – С. 17 – 23.
6. Ворошнин, Л.Г. Теория и практика получения защитных покрытий с помощью ХТО / Л.Г. Ворошнин, Ф.И. Пантелеенко, В.М. Константинов. – Минск: ФТИ; Новополоцк: ПГУ, 1999. – 133 с.
7. Michael A. Gwyn. Cost-Effective Casting Design: What Every Component Designer Should Know // American Metalcasting Consortium [Электронный ресурс]. – Режим доступа: www.giwindustries.com.
8. Электрохимикотермическая обработка металлов и сплавов / И.Н. Кидин [и др.]. – М.: Металлургия, 1978. – 320 с.
9. Баскаков, А.П. Нагрев и охлаждение металлов в кипящем слое / А.П. Баскаков. – М.: Металлургия, 1974. – 271 с.
10. Александров, А.В. Основы теории упругости и пластичности / А.В. Александров, В.Д. Потапов. – М.: Высш. шк., 1990. – 400 с.
11. Физические величины: справ. / А.П. Бабичев [и др.]. – М.: Энергоатомиздат, 1991. – 1232 с.
12. Структуры двойных сплавов: справ. / Ф. Шанк; пер. с англ. – М.: Металлургия, 1973. – 720 с.
13. Трение, изнашивание и смазка: справ. / под ред. И.В. Крагельского: в 2 кн. – М.: Машиностроение, 1978. – Кн. 1: Трение и износ материалов. – 412 с.
14. Riahi, A.R. Карты износа для серого литейного чугуна / A.R. Riahi, A.T. Alpas // Wear. – 2003. – № 1 – 6. – С. 401 – 409.

Поступила 29.05.2008